

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2003073773 A**

(43) Date of publication of application: **12.03.03**

(51) Int. Cl

C22C 38/00
C21D 9/46
C22C 38/06
C22C 38/58

(21) Application number: **2001264175**

(22) Date of filing: **31.08.01**

(71) Applicant: **KOBE STEEL LTD**

(72) Inventor: **IKEDA CHIKAYUKI
AKAMIZU HIROSHI
HASHIMOTO SHUNICHI
KAJIMA TAKAHIRO**

(54) HIGH-STRENGTH STEEL SHEET SUPERIOR IN WORKABILITY AND FATIGUE CHARACTERISTIC, AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high-strength steel sheet superior in workability and fatigue characteristics, and a method for efficiently manufacturing such a steel sheet.

SOLUTION: The high-strength steel sheet includes, by mass%, 0.06-0.25% C, 0.5-3% Si+Al, 0.5-3% Mn, 0.15% or less P, 0.02% or less S; has a mother phase structure, which consists of martensite or tempered bainite having a space factor of 50% or higher to the

whole structure, or which consists of martensite or bainite having the space factor of 15% or higher, along with containing ferrite; and has the second phase structure, which consists of retained austenite having the space factor of 3-30%, may contain martensite, and satisfies the expression (1): $(S_1/S) \times 100 \leq 20$, where S means a total area of the second phase structure, S₁ means the total occupation area of the coarse second phase crystal grains (S_b) in the second phase structure (S_b), and S_b satisfies three times as wide as the area (S_m) of the average crystal grains in the second phase structure, or wider.

COPYRIGHT: (C)2003,JPO

BEST AVAILABLE COPY

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号
特開2003-73773
(P2003-73773A)

(43)公開日 平成15年3月12日 (2003.3.12)

(51) Int.Cl.⁷
C 22 C 38/00
C 21 D 9/46
C 22 C 38/06
38/58

識別記号
3 0 1

F I
C 22 C 38/00
C 21 D 9/46
C 22 C 38/06
38/58

テーマコード(参考)

3 0 1 T 4 K 0 3 7
J

審査請求 未請求 請求項の数15 O L (全20頁)

(21)出願番号

特願2001-264175(P2001-264175)

(22)出願日

平成13年8月31日 (2001.8.31)

(71)出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区臨浜町二丁目10番26号

(72)発明者 池田 周之

神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会
社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72)発明者 赤水 宏

神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会
社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(74)代理人 100067828

弁理士 小谷 悅司 (外1名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 加工性及び疲労特性に優れた高強度鋼板およびその製造方法

(57)【要約】 (修正有)

【課題】 加工性に優れる、良好な疲労特性を備えた高
強度鋼板、及びこの様な鋼板を効率よく製造する方法を
提供する。

【解決手段】 質量%で、C : 0. 0 6 ~ 0. 2 5
%、S i + A l : 0. 5 ~ 3 %、M n : 0. 5 ~ 3 %、
P : 0. 1 5 %以下、S : 0. 0 2 %以下を含有
し、母相組織は、マルテンサイト又は焼戻ペイナイトで
あって、全組織に対し占積率5 0 %以上、又はマルテン
サイト又はペイナイトの占積率で1 5 %以上である他、
フェライトを含有し、第2相組織は、残留オーステナイトの
占積率で3 ~ 3 0 %であり、マルテンサイトを含有
しても良く、且つ、第2相組織は下式(1)を満足する
高強度鋼板である。 $(S_1/S) \times 100 \leq 20 \dots$

(1)

式中、S₁は、第2相組織の総面積を、S₁は、第2相
組織中に占める粗大な第2相組織結晶粒(S_b)の総面
積を意味し、S_bは、第2相組織の平均結晶粒面積(S_m)
の3倍以上を満足するものである。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、

C : 0.06 ~ 0.25 %、

Si + Al : 0.5 ~ 3 %、

Mn : 0.5 ~ 3 %、

P : 0.15 %以下(0%を含まない)、

S : 0.02 %以下(0%を含まない)を含有し、且つ、

母相組織は、焼戻マルテンサイト若しくは焼戻ベイナイトであって全組織に対して占積率で50%以上であるか；または、焼戻マルテンサイト若しくは焼戻ベイナイトが全組織に対して占積率で15%以上である他、フェライトを含有し、第2相組織は、残留オーステナイトが全組織に対して占積率で3~30%であり、更にマルテンサイトを含有しても良く、

且つ、該第2相組織は下式(1)を満足することを特徴とする加工性及び疲労特性に優れた高強度鋼板。

$$(S_1/S) \times 100 \leq 20 \quad \dots \quad (1)$$

式中、S₁は、第2相組織の総面積を、S₁は、第2相組織中に占める粗大な第2相組織結晶粒(S_b)の総面積を意味し、S_bは、第2相組織の平均結晶粒面積(S_m)の3倍以上を満足するものである。

【請求項2】 前記フェライトを、全組織に対して占積率で5~60%含有するものである請求項1に記載の高強度鋼板。

【請求項3】 前記フェライトを、全組織に対して占積率で5%以上30%未満含有するものである請求項2に記載の高強度鋼板。

【請求項4】 前記残留オーステナイト中のC濃度(C_r)は0.8%以上である請求項1~3のいずれかに記載の高強度鋼板。

【請求項5】 前記残留オーステナイトはラス状を呈しているものである請求項1~4のいずれかに記載の高強度鋼板。

【請求項6】 更に、質量%で、

Mo : 1%以下(0%を含まない)、

Ni : 0.5%以下(0%を含まない)、

Cu : 0.5%以下(0%を含まない)、

Cr : 1%以下(0%を含まない)の少なくとも一種を含有するものである請求項1~5のいずれかに記載の高強度鋼板。

【請求項7】 更に、質量%で、

Ti : 0.1%以下(0%を含まない)、

Nb : 0.1%以下(0%を含まない)、

V : 0.1%以下(0%を含まない)の少なくとも一種を含有するものである請求項6に記載の高強度鋼板。

【請求項8】 更に、質量%で、

Ca : 30 ppm以下(0 ppmを含まない)、及び
REM : 30 ppm以下(0 ppmを含まない)

を含有するものである請求項6または7に記載の高強度鋼板。

【請求項9】 熱延工程、焼戻工程、および連続焼鈍工程またはめっき工程を施すことにより、母相組織が焼戻マルテンサイトまたは焼戻ベイナイトである請求項1~8のいずれかに記載の高強度鋼板を製造する方法であって、該熱延工程は、(A₃-50)℃以上の温度で仕上圧延を終了する工程；及び20℃/s以上の平均冷却速度で、Ms点以下またはMs点以上Bs点以下まで冷却して巻取る工程を包含し、

該焼戻工程は、400℃以上A_{c1}点以下の温度で10分間以上2時間未満焼戻す工程を包含し、

該連続焼鈍工程またはめっき工程は、A₁点以上A₃点以下の温度で10~600秒加熱保持する工程；3℃/s以上の平均冷却速度で、300℃以上480℃以下の温度まで冷却する工程；及び該温度域で1秒以上保持する工程を包含することを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

【請求項10】 热延工程、冷延工程、第一の連続焼鈍工程、焼戻工程、及び第二の連続焼鈍工程またはめっき工程を施すことにより、母相組織が焼戻マルテンサイトまたは焼戻ベイナイトである請求項1~8のいずれかに記載の高強度鋼板を製造する方法であって、

該第一の連続焼鈍工程は、A₃点以上の温度で加熱保持する工程；及び20℃/s以上の平均冷却速度で、Ms点以下またはMs点以上Bs点以下の温度まで冷却する工程を包含し、

該焼戻工程は、400℃以上A_{c1}点以下の温度で10分間以上2時間未満焼戻す工程を包含し、

該第二の連続焼鈍工程またはめっき工程は、A₁点以上A₃点以下の温度で10~600秒加熱保持する工程；3℃/s以上の平均冷却速度で、300℃以上480℃以下の温度まで冷却する工程；及び該温度域で1秒以上保持する工程を包含することを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

【請求項11】 热延工程、焼戻工程、及び連続焼鈍工程またはめっき工程を施すことにより、母相組織が焼戻マルテンサイト及びフェライト、または焼戻ベイナイト及びフェライトである請求項1~8のいずれかに記載の高強度鋼板を製造する方法であって、

該熱延工程は、(A₃-50)℃以上の温度で仕上圧延を終了する工程；及び10℃/s以上の平均冷却速度で、Ms点以下、またはMs点以上Bs点以下で冷却して巻取る工程を包含し、

該焼戻工程は、400℃以上A_{c1}点以下の温度で10分間以上2時間未満焼戻す工程を包含し、

該連続焼鈍工程またはめっき工程は、A₁点以上A₃点以下の温度で10~600秒加熱保持する工程；3℃/s以上の平均冷却速度で、300℃以上480℃以下の温度まで冷却する工程；及び該温度域で1秒以上保持する

工程を包含することを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

【請求項12】 前記熱延工程は、

($A_{r3}-50$) °C以上の温度で仕上圧延を終了する工程；700±100°Cの範囲の温度域まで、30°C/s以上の平均冷却速度で冷却する工程；該温度域で空冷を1~30秒間行う工程；空冷後、Ms点以下、またはMs点以上Bs点以下の温度まで、30°C/s以上の平均冷却速度で冷却して巻取る工程を包含するものである請求項11に記載の製造方法。

【請求項13】 前記連続焼鈍工程は、

A_1 点以上 A_3 点以下の温度で10~600秒加熱保持する工程；(A_1 点~600°C)の温度まで、15°C/s以下の平均冷却速度で冷却する工程；300°C以上480°C以下の温度まで、20°C/s以上の平均冷却速度で冷却する工程；及び該温度域で1秒以上保持する工程を包含するものである請求項11または12に記載の製造方法。

【請求項14】 热延工程、冷延工程、第一の連続焼鈍工程、焼戻工程、及び第二の連続焼鈍工程またはめっき工程を施すことにより、母相組織が焼戻マルテンサイト及びフェライト、または焼戻ベイナイト及びフェライトである請求項1~8のいずれかに記載の高強度鋼板を製造する方法であって、

該第一の連続焼鈍工程は、 A_1 点以上 A_3 点以下の温度で加熱保持する工程；及び10°C/s以上の平均冷却速度で、Ms点以下、またはMs点以上Bs点以下の温度まで冷却する工程を包含し、

該焼戻工程は、400°C以上 A_1 点以下の温度で10分間以上2時間未満焼戻す工程を包含し、

該第二の連続焼鈍工程またはめっき工程は、 A_1 点以上 A_3 点以下の温度で10~600秒加熱保持する工程；3°C/s以上の平均冷却速度で、300°C以上480°C以下の温度まで冷却する工程；及び該温度域で1秒以上保持する工程を包含することを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

【請求項15】 前記第二の連続焼鈍工程は、

A_1 点以上 A_3 点以下の温度で10~600秒加熱保持する工程；(A_1 点~600°C)の温度まで、15°C/s以下の平均冷却速度で冷却する工程；300°C以上480°C以下の温度まで、20°C/s以上の平均冷却速度で冷却する工程；及び該温度域で1秒以上保持する工程を包含するものである請求項14に記載の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は加工性及び疲労特性に優れた高強度鋼板に関し、詳細には、500~1400MPa級の高強度及び超高強度域において、伸びフランジ性、全伸び、及び疲労特性のバランスに優れた高強度鋼板に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 自動車の排気ガス規制が年々厳しくなるなか、その対策の一つとして、薄肉化による自動車車体の軽量化を目的とした高強度鋼板に対するニーズが益々強くなっている。この様なニーズを受けて開発された高強度薄鋼板として、組織中に残留オーステナイト

(γ_R) を生成させ、加工変形中に γ_R が誘起変態（歪み誘起変態：TRIP）して延性を向上させる残留オーステナイト鋼板が知られており、例えば、ポリゴナルフェ

ライト+ベイナイト+残留オーステナイト組織からなるTRIP型複合組織鋼(PF鋼)や、ベニティックフェライト+残留オーステナイト+マルテンサイトからなるTRIP型ベイナイト鋼(BF鋼)が挙げられる。このうち最初に開発されたPF鋼は、良好な張り出し性(延性)と深絞り性を有すると共に、衝撃吸収能に優れているが、伸びフランジ性[穴抜け性(局部的な延性)]に劣るため、自動車の足回り部材等に適用するには不充分である。一方、PF鋼よりも後に開発されたBF鋼は、伸びフランジ性に優れるものの、伸びが小さい

という欠点を有している。

【0003】 更に自動車部材、とりわけ自動車ボディのメンバー、フレーム等の構造部材、サスペンション、ホイール等の足回り部材等に適用するに当たっては、上述した伸び及び伸びフランジ性に加え、疲労特性[疲労耐久比(疲労強度/降伏強度)]にも優れていることが要求されるが、一般に低合金TRIP鋼では、第2相組織のマルテンサイト(残留オーステナイトが変態したマルテンサイト)により、疲労特性が劣化するという問題を抱えている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は上記事情に着目してなされたものであり、その目的は、加工性(伸びフランジ性及び全伸び)に優ると共に、良好な疲労特性も兼ね備えた高強度鋼板、及び、この様な鋼板を効率よく製造することができる方法を提供することにある。

【0005】

【課題を解決するための手段】 上記課題を解決し得た本発明の加工性及び疲労特性に優れた高強度鋼板とは、質量%で、C:0.06~0.25%, Si+Al:

40 0.5~3%, Mn:0.5~3%, P:0.15%以下(0%を含まない)、S:0.02%以下(0%を含まない)を含有し、且つ、下記(A)または(B)の組織を有しているところに要旨が存在するものである。

【0006】 (A) 母相組織は、焼戻マルテンサイトまたは焼戻ベイナイトであって全組織に対して占積率で50%以上であり；第2相組織は、残留オーステナイトが全組織に対して占積率で3~30%であり、更にマルテンサイトを含有しても良く；且つ、該第2相組織は下式

50 (1)を満足する；

$$(S_1/S) \times 100 \leq 20 \quad \dots \quad (1)$$

式中、Sは、第2相組織の総面積を、S₁は、第2相組織中に占める粗大な第2相組織結晶粒(S_b)の総面積を意味し、S_bは、第2相組織の平均結晶粒面積(S_m)の3倍以上を満足するものである。

【0007】(B)母相組織は、焼戻マルテンサイトまたは焼戻ベイナイトが全組織に対して占積率で15%以上である他、フェライトを含有し；第2相組織は、残留オーステナイトが全組織に対して占積率で3~30%であり、更にマルテンサイトを含有しても良く；且つ、該第2相組織は上式(1)を満足するものである。

【0008】更に、本発明において、質量%で、①Mo:1%以下(0%を含まない)、Ni:0.5%以下(0%を含まない)、Cu:0.5%以下(0%を含まない)、Cr:1%以下(0%を含まない)の少なくとも一種を含有するもの；

②Ti:0.1%以下(0%を含まない)、Nb:0.1%以下(0%を含まない)、V:0.1%以下(0%を含まない)の少なくとも一種を含有するもの；

③Ca:30ppm以下(0ppmを含まない)、及び／又はREM:30ppm以下(0ppmを含まない)を含有するものは、いずれも本発明の好ましい態様である。

【0009】また、上記残留オーステナイト中のC濃度(C_{yR})が0.8%以上あるものや、ラス状を呈しているもの；また、上記フェライトを、全組織に対して占積率で5~60%(好ましくは5%以上30%未満)含有するものは、本発明の作用が一層高められるので好ましい態様である。

【0010】更に上記課題を解決し得た本発明鋼板の製造方法は、上記(A)、(B)の組織に応じて夫々、下記方法を包含するところに要旨を有するものである。

【0011】(A)母相組織が焼戻マルテンサイトまたは焼戻ベイナイトである鋼板

この場合は、下記(1)または(2)の方法を採用することができる。

【0012】(1)熱延工程、焼戻工程、及び連続焼鈍工程またはめっき工程を施すことにより上記鋼板を製造する方法であって、該熱延工程は、(A_{r3}-50)℃以上の温度で仕上圧延を終了する工程；及び20℃/s以上の平均冷却速度で、Ms点以下(母相組織が焼戻マルテンサイトの場合)またはMs点以上Bs点以下(母相組織が焼戻ベイナイトの場合)まで冷却して卷取る工程を包含し、該焼戻工程は、400℃以上A_{c1}点以下の温度で10分間以上2時間未満焼戻す工程を包含し、該連続焼鈍工程またはめっき工程は、A₁点以上A₃点以下の温度で10~600秒加熱保持する工程；3℃/s以上の平均冷却速度で、300℃以上480℃以下の温度まで冷却する工程；及び該温度域で1秒以上保持する工程を包含する方法；

(2) 热延工程、冷延工程、第一の連続焼鈍工程、焼戻工程、及び第二の連続焼鈍工程またはめっき工程を施すことにより上記鋼板を製造する方法であって、該第一の連続焼鈍工程は、A₃点以上の温度に加熱保持する工程；及び20℃/s以上の平均冷却速度で、Ms点以下(母相組織が焼戻マルテンサイトの場合)またはMs点以上Bs点以下(母相組織が焼戻ベイナイトの場合)の温度まで冷却する工程を包含し、該焼戻工程は、400℃以上A_{c1}点以下の温度で10分間以上2時間未満焼戻す工程を包含し、該第二の連続焼鈍工程またはめっき工程は、A₁点以上A₃点以下の温度で10~600秒加熱保持する工程；3℃/s以上の平均冷却速度で、300℃以上480℃以下の温度まで冷却する工程；及び該温度域で1秒以上保持する工程を包含する方法。

【0013】(B)母相組織が焼戻マルテンサイト及びフェライト、または焼戻ベイナイト及びフェライトである鋼板

この場合は、下記(3)または(4)の方法を採用することができる。

【0014】(3)熱延工程、焼戻工程、及び連続焼鈍工程またはめっき工程を施すことにより上記鋼板を製造する方法であって、該熱延工程は、(A_{r3}-50)℃以上の温度で仕上圧延を終了する工程；及び10℃/s以上の平均冷却速度で、Ms点以下(母相組織が焼戻マルテンサイト及びフェライトの場合)またはMs点以上Bs点以下(母相組織が焼戻ベイナイト及びフェライトの場合)まで冷却して卷取る工程を包含し、該焼戻工程は、400℃以上A_{c1}点以下の温度で10分間以上2時間未満焼戻す工程を包含し、該連続焼鈍工程またはめっき工程は、A₁点以上A₃点以下の温度で10~600秒加熱保持する工程；3℃/s以上の平均冷却速度で、300℃以上480℃以下の温度まで冷却する工程；及び該温度域で1秒以上保持する工程を包含する方法；

(4) 热延工程、冷延工程、第一の連続焼鈍工程、焼戻工程、及び第二の連続焼鈍工程またはめっき工程を施すことにより上記鋼板を製造する方法であって、該第一の連続焼鈍工程は、A₁点以上A₃点以下の温度に加熱保持する工程；及び10℃/s以上の平均冷却速度で、Ms点以下(母相組織が焼戻マルテンサイト及びフェライトの場合)またはMs点以上Bs点以下(母相組織が焼戻ベイナイト及びフェライトの場合)の温度まで冷却する工程を包含し、該焼戻工程は、400℃以上A_{c1}点以下の温度で10分間以上2時間未満焼戻す工程を包含し、該第二の連続焼鈍工程またはめっき工程は、A₁点以上A₃点以下の温度で10~600秒加熱保持する工程；3℃/s以上の平均冷却速度で、300℃以上480℃以下の温度まで冷却する工程；及び該温度域で1秒以上保持する工程を包含する方法。

【0015】ここで、上記(3)の熱延工程において、(A_{r3}-50)℃以上の温度で仕上圧延を終了する工

程； 700 ± 100 ℃の範囲の温度域まで、 $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で冷却する工程；該温度域で空冷を1~30秒間行う工程；空冷後、Ms点以下（母相組織が焼戻マルテンサイト及びフェライトの場合）またはMs点以上Bs点以下（母相組織が焼戻ベイナイト及びフェライトの場合）の温度まで、 $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で冷却して巻取る工程を包含するものは、本発明の好ましい態様である。

【0016】また、上記（3）の連続焼鈍工程、または上記（4）の第二の連続焼鈍工程において、A₁点以上A₃点以下の温度で10~600秒加熱保持する工程；（A₁点~600℃）の温度まで、 $15\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の平均冷却速度で冷却する工程；300℃以上480℃以下の温度まで、 $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で冷却する工程；及び該温度域で1秒以上保持する工程を包含するものは本発明の好ましい態様である。

【0017】

【発明の実施の形態】本発明者らは、高い伸びフランジ性及び伸びを維持したまま、しかも、疲労特性にも優れた低合金TRIP鋼板を提供すべく鋭意検討してきた。その結果、転位密度の低い軟質ラス組織からなる焼戻マルテンサイト若しくは焼戻ベイナイト、または、上記焼戻マルテンサイト若しくは焼戻ベイナイトベイナイトとフェライトとの混合組織を母相とし、第2相として、残留オーステナイト（γ_R）相を有する組織に制御すると共に、該第2相において、粗大な第2相組織の生成を抑制すれば所期の目的が達成されることを見出し、本発明を完成した。即ち、本発明は、上記の焼戻マルテンサイト／焼戻ベイナイトを含む母相組織が伸びフランジ性及び全伸びの向上に極めて有効であること；更に残留オーステナイトを含む第2相組織において、粗大な結晶粒の生成抑制が伸びフランジ性の向上、更に疲労特性の改善に有効であることを見出したところに最重要ポイントが存在するものであり、これにより、従来の残留オーステナイト鋼板における優れた強度・延性バランスを確保しつつ、伸びフランジ性も著しく改善され、しかも良好な疲労特性も兼ね備えた低合金TRIP鋼板を始めて提供することができたのである。

【0018】この様な優れた特性が得られる理由は詳細には不明であるが、母相組織を、上記軟質ラス組織からなる焼戻マルテンサイト／焼戻ベイナイトを含む母相組織とした場合、上記組織の生成過程で、当該ラス間にマルテンサイトが生成する為、非常に微細な組織となり、その結果、伸びフランジ性が向上すると共に伸び特性も一層改善されること；更に本発明の製造方法では、焼入マルテンサイト／焼入ベイナイトのラス間に炭化物（セメントタイト）を析出させるための工程を包含している為、粗大な第2相組織の生成が抑制され、その結果、伸びフランジ性に加えて疲労特性が改善されること等が考えられる。

【0019】まず、本発明を最も特徴付ける母相組織及び第2相組織について説明する。

【0020】（1）母相組織について

①焼戻マルテンサイト組織を母相とする態様

本発明における「焼戻マルテンサイト」は、転位密度が少なく軟質であり、しかも、ラス状組織を有するもの的意义する。これに対し、マルテンサイトは転位密度の多い硬質組織である点で、上記焼戻マルテンサイトとは相違し、両者は、例えば透過型電子顕微鏡（TEM）観察などによって区別することができる。また、従来のγ_R鋼板は、転位密度の少ない軟質のブロック状フェライト組織を有する点で、上記焼戻マルテンサイトを母相とする本発明鋼板とはやはり相違するものである。

【0021】この様な特徴を有する焼戻マルテンサイトは、後記する通り、A₃点以上（γ域）より焼入れされたマルテンサイトを、A₁点以上（約700℃以上）、A₃点以下の温度で焼鈍する等して得られるものである。

【0022】上記焼戻マルテンサイトによる伸びフランジ性向上効果を有効に發揮させる為には、全組織に対して占積率で焼戻マルテンサイトを50%以上（好ましくは60%以上）有することが必要である。尚、焼戻マルテンサイトの量は、γ_Rとのバランスによって定められるものであり、所望の特性を發揮し得る様、適切に制御することが推奨される。

【0023】②焼戻マルテンサイトとフェライトの混合組織を母相とする態様上記態様のうち焼戻マルテンサイトの詳細は上記①に説明した通りである。上記の如く母相混合組織の態様において、焼戻マルテンサイトによる作用を有効に發揮させる為には、全組織に対して占積率で、上記焼戻マルテンサイトを15%以上（好ましくは20%以上）有することが必要である。尚、焼戻マルテンサイトの量は、後記するフェライト及びγ_Rのバランスによって定められるものであり、所望の特性を發揮し得る様、適切に制御することが推奨される。

【0024】また、本発明における「フェライト」とは、ポリゴナルフェライト、即ち、転位密度の少ないフェライトを意味する。上記フェライトは伸び特性に優れる等のメリットはあるが、伸びフランジ性に劣るという欠点がある。これに対し、上記フェライトと焼戻マルテンサイトの混合組織を有する本発明鋼板は、優れた伸び特性を維持しつつ、しかも伸びフランジ性も改善されている点で、従来のTRIP鋼板とは、組織の構成も得られる特性も異なるものである。

【0025】本発明による作用を有効に發揮させる為には、全組織に対して占積率でフェライトを5%以上（好ましくは10%以上）含有することが推奨される。但し、60%を超えると、必要な強度を確保するのが困難となる他、従来のTRIP鋼板と同様、フェライトと第2相の界面より多くのポイドが発生し、伸びフランジ性

が劣化する為、その上限を60%とすることが推奨される。尚、上限を30%未満に制御すると、フェライトと第2相(γ_R や、マルテンサイト)の界面が減少し、ポイドの発生源が抑えられる為、伸びフランジ性が向上するので、非常に好ましい。

【0026】③焼戻ペイナイトを母相とする態様

本発明における「焼戻ペイナイト」は、転位密度が少な
く軟質であり、しかも、ラス状組織を有するものを意味
する。これに対し、ペイナイトは転位密度の多い硬質組
織である点で、上記焼戻ペイナイトとは相違し、両者
は、例えば透過型電子顕微鏡(TEM)観察などによっ
て区別することができる。また、従来の γ_R 鋼板は、転
位密度の少ない軟質のブロック状フェライト組織を有す
る点で、上記焼戻ペイナイトを母相とする本発明鋼板と
はやはり相違するものである。

【0027】この様な特徴を有する焼戻ペイナイトは、
後記する通り、A₃点以上(γ 域)よりM_s点以上B_s
点以下で焼入れされたペイナイトを、A₁点以上(約7
00°C以上)、A₃点以下の温度で焼鈍する等して得ら
れるものである。

【0028】上記焼戻ペイナイトの生成による伸びフ
ランジ性向上効果を有効に發揮させる為には、全組織に対
して占積率で焼戻ペイナイトを50%以上(好ましくは
60%以上)有することが推奨される。尚、焼戻ペイナ
イトの量は、後記する γ_R とのバランスによって定めら
れるものであり、所望の特性を發揮し得る様、適切に制
御することが推奨される。

【0029】④焼戻ペイナイトとフェライトの混合組織 を母相とする態様

上記態様の各組織(焼戻ペイナイト及びフェライト)の
詳細は上記③及び②に説明した通りである。

【0030】尚、上記の如く母相混合組織の態様において、焼戻ペイナイトによる作用を有効に發揮させる為には、全組織に対して占積率で、上記焼戻ペイナイトを1
5%以上(好ましくは20%以上)有することが必要である。尚、焼戻ペイナイトの量は、後記するフェライト
及び γ_R のバランスによって定められるものであり、所
望の特性を發揮し得る様、適切に制御することが推奨さ
れる。

【0031】(2) 第2相組織について

次に、上記①～④の各態様における第2相組織について
説明する。

【0032】残留オーステナイト(γ_R)

γ_R は全伸び、更には疲労特性の向上に有用であり、こ
の様な作用を有効に發揮させる為には、全組織に対して
占積率で3%(好ましくは5%以上)存在することが必
要である。特に、母相組織が焼戻マルテンサイト+フェ
ライトの混合組織の場合には5%以上(より好ましくは
7%以上)存在することが好ましい。一方、多量に存在
すると伸びフランジ性が劣化することから、上限を30

%に定めた。特に、母相組織が焼戻マルテンサイト/焼
戻ペイナイトの単相組織の場合は上限を好ましくは20
%(より好ましくは15%)に制御することが推奨さ
れ、一方、母相組織が焼戻マルテンサイトとフェライト
との混合組織、または焼戻ペイナイトとフェライトとの
混合組織の場合は上限を好ましくは25%に制御するこ
とが推奨される。

【0033】尚、本発明における γ_R の形態は、ラス状
であることが好ましい。ここで、「形態がラス状であ
る」とは、平均軸比(長軸/短軸)が2以上(好ましく
は4以上であり、好ましい上限は30以下である)のもの
を意味する。上記ラス状の γ_R は、従来の γ_R と同様の
TRIP効果が得られるのみならず、更に顕著な伸びフ
ランジ性向上効果も奏するものである。

【0034】更に上記 γ_R 中のC濃度(C γ_R)は0.8
%以上であることが推奨される。このC γ_R は、TRIP
(歪誘起変態加工)の特性に大きく影響し、0.8%
以上に制御すると、特に、伸び等の向上に有効である。
好ましくは1%以上、より好ましくは1.2%以上である。
尚、上記C γ_R の含有量は多い程好ましいが、実操
業上、調整可能な上限は、概ね1.6%と考えられる。

【0035】その他：マルテンサイト(0%を含む)
第2相組織には、上記残留オーステナイトの他、本発明
の作用を損なわない範囲で、他の異種組織として、マル
テンサイトを有していても良い。マルテンサイトは本發
明の製造過程で必然的に残存し得るものであるが、少な
ければ少ない程、好ましい。

【0036】更に本発明では、上記第2相組織は下式
(1)を満足することが必要である。

$$(S1/S) \times 100 \leq 20 \quad \dots \quad (1)$$

式中、Sは、第2相組織の総面積を、S1は、第2相
組織中に占める粗大な第2相組織結晶粒(Sb)の総面
積を意味し、Sbは、第2相組織の平均結晶粒面積(Sm)
の3倍以上を満足するものである。

【0037】上式(1)の意味するところは、残留オース
テナイトを含む第2相組織全体に占める、粗大な結晶
粒[第2相組織の平均結晶粒面積(Sm)に対し、3倍
以上の結晶粒を有するもの]の比率を面積比で20%以
下に抑制するというもので、これにより、疲労特性の向
上を図るものである。本発明者らの検討結果によれば、
TRIP鋼板における疲労特性の低下は、粗大な γ_R の
生成に起因し、この粗大な γ_R を低減すれば疲労特性が
改善されること；その為には、例えば後記する所定の焼
戻処理[母相組織のラス間に炭化物(セメンタイト)を
析出させる]を行うことが有効であることが明らかにな
った。

【0038】上式(1)の具体的な算出方法は以下の通
りである。

【0039】まず、鋼板をレペラー腐食し、光学顕微鏡
(×1000)で観察した鋼板組織写真を2枚準備す

11

る。夫々の写真から、 $50\text{ }\mu\text{m} \times 50\text{ }\mu\text{m}$ の領域を任意に選択し、切り出す。切り出した2枚の写真について、総面積 ($50\text{ }\mu\text{m} \times 50\text{ }\mu\text{m} \times 2$) に占める第2相組織 (γ_R 、必要に応じてマルテンサイト) の合計面積及び第2相組織の平均結晶粒面積 (S m) を求める。

【0040】 次に、第2相組織中に占める粗大な第2相組織結晶粒 (S b) の総面積を算出する。具体的には、前述した方法で求めた第2相組織の平均結晶粒面積 (S m) に対し、3倍以上の平均面積を有するものを「粗大な第2相組織結晶粒 (S b)」と定義し、これら粗大な第2相結晶粒 (S b) を合計し、S b の総面積 (S 1) とした。

【0041】 ここで、 $(S_1/S) \times 100$ が 20 以下であるものは、疲労特性 [疲労耐久比 (疲労強度 σ_w / 降伏強度 Y P)] に優れている。尚、上記比は小さければ小さい程好ましく、15 以下、より好ましくは 10 以下に制御することが推奨される。

【0042】 次に、本発明鋼板を構成する基本成分について説明する。以下、化学成分の単位はすべて質量%である。

【0043】 C : 0. 06 ~ 0. 25 %

C は、高強度を確保し、且つ、 γ_R を確保するために必須の元素である。詳細には、 γ 相中に充分な C 量を含み、室温でも所望の γ 相を残留させる為に重要な元素である。但し、0.25%を超えて添加すると溶接性が劣化する。

【0044】 Si + Al : 0. 5 ~ 3 %

Si 及び Al は、 γ_R が分解して炭化物が生成するのを有効に抑える元素である。特に Si は、固溶強化元素としても有用である。この様な作用を有効に發揮させる為には、Si 及び Al を合計で 0.5%以上添加することが必要である。好ましくは 0.7%以上、より好ましくは 1%以上である。但し、上記元素を合計で、3%を超えて添加しても上記効果は飽和してしまい、経済的に無駄である他、多量に添加すると、熱間脆性を起こす為、その上限を 3%とする。好ましくは 2.5%以下、より好ましくは 2%以下である。

【0045】 Mn : 0. 5 ~ 3 %

Mn は、 γ を安定化し、所望の γ_R を得る為に必要な元素である。この様な作用を有効に發揮させる為には、0.5%以上添加することが必要である。好ましくは 0.7%以上、より好ましくは 1%以上である。但し、3%を超えて添加すると、鉄片割れが生じる等の悪影響が見られる。好ましくは 2.5%以下、より好ましくは 2%以下である。

【0046】 P : 0. 15 %以下 (0%を含まない)

P は、所望の γ_R を確保するのに有効な元素である。この様な作用を有効に發揮させる為には、0.03%以上 (より好ましくは 0.05%以上) 添加することが推奨される。但し、0.1%を超えて添加すると二次加工性

12

が劣化する。より好ましくは 0.1%以下である。

【0047】 S : 0. 02 %以下 (0%を含む)

S は、MnS 等の硫化物系介在物を形成し、割れの起点となって加工性を劣化させる元素である。好ましくは 0.02%以下、より好ましくは 0.015%以下である。

【0048】 本発明の鋼は上記成分を基本的に含有し、残部：実質的に鉄及び不純物であるが、その他、本発明の作用を損なわない範囲で、以下の許容成分を添加することができる。

【0049】 Mo : 1 %以下 (0%を含まない), Ni : 0. 5 %以下 (0%を含まない), Cu : 0. 5 %以下 (0%を含まない), Cr : 1 %以下 (0%を含まない) の少なくとも一種

これらの元素は、鋼の強化元素として有用であると共に、 γ_R の安定化や所定量の確保に有効な元素である。この様な作用を有効に發揮させる為には、Mo : 0.05%以上 (より好ましくは 0.1%以上)、Ni : 0.05%以上 (より好ましくは 0.1%以上)、Cu : 0.05%以上 (より好ましくは 0.1%以上)、Cr : 0.05%以上 (より好ましくは 0.1%以上) を、夫々添加することが推奨される。但し、Mo 及び Cr は 1%、Ni 及び Cu は 0.5%を超えて添加しても上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄である。より好ましくは Mo : 0.8%以下、Ni : 0.4%以下、Cu : 0.4%以下、Cr : 0.8%以下である。

【0050】 Ti : 0. 1 %以下 (0%を含まない), Nb : 0. 1 %以下 (0%を含まない), V : 0. 1 %以下 (0%を含まない) の少なくとも一種

これらの元素は、析出強化及び組織微細化効果があり、高強度化に有用な元素である。この様な作用を有効に發揮させる為には、Ti : 0.01%以上 (より好ましくは 0.02%以上)、Nb : 0.01%以上 (より好ましくは 0.02%以上)、V : 0.01%以上 (より好ましくは 0.02%以上) を、夫々添加することが推奨される。但し、いずれの元素も 0.1%を超えて添加すると上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄である。より好ましくは Ti : 0.08%以下、Nb : 0.08%以下、V : 0.08%以下である。

【0051】 Ca : 30 ppm 以下、及び／又は REM : 30 ppm 以下 (0 ppm を含まない)

Ca 及び REM (希土類元素) は、鋼中硫化物の形態を制御し、加工性向上に有効な元素である。ここで、本発明に用いられる希土類元素としては、Sc、Y、ランタノイド等が挙げられる。上記作用を有効に發揮させる為には、夫々、3 ppm 以上 (より好ましくは 5 ppm 以上) 添加することが推奨される。但し、30 ppm を超えて添加しても上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄である。より好ましくは 2.5 ppm 以下である。

【0052】次に、本発明鋼板を製造する方法につき、組織毎に説明する。

【0053】(A) 母相組織が焼戻マルテンサイトまたは焼戻ペイナイトである鋼板

上記鋼板の代表的な製造方法として、下記(1)または(2)の方法が挙げられる。以下、各方法について詳述する。

【0054】(1) [熱延工程] → [焼戻工程] → [連続焼鈍工程またはめっき工程]

この方法は、①熱延工程、②焼戻工程、及び③連続焼鈍工程またはめっき工程を経由して所望の鋼板を製造する方法である。このうち①熱延工程の説明図を図1(母相組織が焼入マルテンサイトの場合)及び図2(母相組織が焼入ペイナイトの場合)に、③連続焼鈍またはめっき工程の説明図を図3に、夫々示す。

【0055】①熱延工程

上記熱延工程は、($A_{r3}-50$)℃以上の温度で仕上圧延を終了する工程；及び $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で、Ms点以下(母相組織が焼戻マルテンサイトの場合)またはMs点以上Bs点以下(母相組織が焼戻ペイナイトの場合)まで冷却して巻取る工程を包含するものである。この熱延条件は、所望の母相組織(焼入マルテンサイトまたは焼入ペイナイト)を得る為に設定されたものである。

【0056】まず、いずれの母相組織を得る場合においても、熱延仕上温度(FDT)は($A_{r3}-50$)℃以上、好ましくは A_{r3} 点以上の温度とすることが推奨される。これは、引続き実施される「Ms点以下の冷却」または「Ms点以上Bs点以下の冷却」と共に、所望の焼入マルテンサイトまたは焼入ペイナイトを得る為である。

【0057】上記熱延仕上げの後、冷却するが、冷却条件(CR)は、 $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上(好ましくは $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上)の平均冷却速度で、フェライト変態やパーライト変態を避けてMs点以下まで冷却することが推奨される。これにより、ポリゴナルフェライト等を生成させることなく、所望の焼入マルテンサイトまたは焼入ペイナイトを得ることができる。熱延後の平均冷却速度は、最後の γ_R の形態にも影響を与え、平均冷却速度が速ければ、ラス状を呈することになる。尚、平均冷却速度の上限は特に限定されず、大きければ大きい程良いが、実操業レベルとの関係で、適切に制御することが推奨される。

【0058】また、巻取温度(CT)は、焼入マルテンサイトを得る場合には、Ms点以下[計算式: $Ms = 56.1 - 4.74 \times [C] - 3.3 \times [Mn] - 1.7 \times [Ni] - 1.7 \times [Cr] - 2.1 \times [Mo]$; 式中、[]は各元素の質量%である]にすることが必要である。Ms点を超えると、所望の焼入マルテンサイトが得られず、ペイナイト等が生成するからである。

【0059】一方、焼入ペイナイトを得る場合には、巻取温度(CT)は、Ms点以上Bs点以下[計算式: Ms は上記式と同じ; $Bs = 830 - 270 \times [C] - 90 \times [Mn] - 37 \times [Ni] - 70 \times [Cr] - 80 \times [Mo]$; 式中、[]は各元素の質量%である]にする必要がある。Bs点を超えると所望の焼入ペイナイトが得られず、一方、Ms点を下回ると焼戻マルテンサイトが生成するからである。

【0060】尚、熱延工程では、所望の焼入マルテンサイトまたは焼入ペイナイトを得る為に、上記の各工程を適切に制御することが推奨されるが、その他の工程、例えば加熱温度等は、通常実施される条件(例えば約 $1000\sim 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$)を適宜選択すれば良い。

【0061】②焼戻工程

上記①の熱延に引続き、焼戻工程を行う。但し、熱延後の形状が悪いときには形状修正の目的で、上記①の熱延を行った後、当該②の焼戻を行う前に、冷延処理しても良い。ここで、冷延率は $1\sim 30\%$ とすることが推奨される。 30% を超えて冷間圧延すると、圧延荷重が増大し、冷間圧延が困難となるからである。

【0062】上記焼戻工程は、 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上 A_{c1} 点以下の温度で10分間以上2時間未満焼戻す工程を包含する。この焼戻処理は、疲労特性の向上に有効な所望の γ_R (微細な γ_R)を得る為に設定されたものである。上記焼戻を行うことにより、母相組織(焼入マルテンサイトまたは焼入ペイナイト)のラス境界にセメンタイトが析出し、その後の③連続焼鈍工程またはめっき工程において、当該セメンタイトを核にして微細な γ_R が生成する為、旧オーステナイト粒界やブロック境界に生成する粗大な γ_R を減らすことが可能となる。更に上記焼戻処理を施した鋼板の強度は低下する為、その後の③連続焼鈍工程等への通板負荷が低減するというメリットもある。

【0063】具体的には、 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上 A_{c1} 点(約 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$)以下の温度で10分間以上2時間未満焼戻処理する。上記温度を超えると、逆変態が生じ、セメンタイトが充分析出しないからである。好ましくは $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下である。一方、焼戻温度の下限は生産性を考慮し、できるだけ短時間でセメンタイトを析出させるべき決定されたものであり、好ましくは $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ とすることが推奨される。また、焼戻時間も所望の組織を得る為に重要であり、10分間未満ではセメンタイトの析出が不充分である。好ましくは15分以上である。一方、焼戻時間が2時間以上になるとセメンタイトが著しく粗大化し、 γ_R の微細化効果が得られない。好ましくは1時間以下である。

【0064】尚、焼入ペイナイトの母相組織を得る場合であって、上記①の熱延工程において、 $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上 A_{c1} 点以下の温度まで冷却した後、当該温度で10分間以上2時間未満保持する熱延処理を行うときには、当該②の焼戻処理は不要とな

る。上述した熱延処理は、当該②の焼戻処理と同じだからである。従って、この場合には、上述した熱延処理の後、直ちに後記する③の連続焼鈍またはめっきを行えば良い。

【0065】③連続焼鈍工程またはめっき工程

上記②の焼戻に引き続き、更に連続焼鈍またはめっきを行うが、ここでは、A₁点以上A₃点以下の温度で10~600秒加熱保持する工程；3°C/s以上の平均冷却速度で、300°C以上480°C以下の温度まで冷却する工程；及び該温度域で1秒以上保持する工程を包含する。これらの条件は、熱延工程で生成した母相組織（焼入マルテンサイトまたは焼入ベイナイト）を焼戻して所望の焼戻マルテンサイトを得ると共に、微細な第2相を得る為に設定されたものである。

【0066】まず、A₁点以上A₃点以下の温度（図3中、T3）で10~600秒（図3中、t3）均熱することにより、所望の組織（焼戻マルテンサイト及びγ_R、または焼戻ベイナイト及びγ_R）を生成させる（2相域焼鈍）。上記温度を超えると、すべてγとなってしまい、一方、上記温度を下回ると、所望のγが得られないからである。更に、上記加熱保持時間（t3）の制御は、所望の組織を得る為に、特に重要である。10秒未満では、焼戻が不足し、所望の母相組織（焼戻マルテンサイトまたは焼戻ベイナイト）が得られないからである。好ましくは20秒以上、より好ましくは30秒以上である。尚、600秒を超えると、焼戻マルテンサイトまたは焼戻ベイナイトの特徴であるラス状組織が維持できなくなり、機械的特性が劣化する。好ましくは500秒以下、より好ましくは400秒以下である。

【0067】次いで、平均冷却速度（CR）を、3°C/s以上（好ましくは5°C/s以上）に制御し、パーライト変態を避けながら、300°C以上（好ましくは350°C以上）480°C以下（好ましくは450°C以下）の温度（ベイナイト変態：図3中、T4）まで冷却し、更に、この温度域で1秒以上（好ましくは5秒以上：図3中、t4）保持する（オーステンバ処理）。これにより、γ_RへのC濃縮を、多量に且つ極めて短時間に得ることができる。

【0068】ここで、平均冷却速度が上記範囲を下回ると、所望の組織が得られず、パーライト等が生成する。尚、その上限は特に規定されず、大きければ大きい程良いが、実操業レベルとの関係で、適切に制御することが推奨される。

【0069】上記工程のうち、特にオーステンバ処理温度（T4）は、所望の組織を確保して本発明の作用を發揮させるのに重要である。上記温度範囲に制御すれば、安定且つ多量のγ_Rが得られ、これにより、γ_RによるTRIP効果が発揮される。これに対し、300°C未満では、マルテンサイト相が存在し、一方、480°Cを超えるとベイナイト相が多量に増加する。

【0070】尚、上記保持時間（t4）の上限は特に限定されないが、オーステナイトがベイナイトに変態する時間を考慮すると、3000秒以下、好ましくは2000秒以下に制御することが推奨される。

【0071】また、上記工程では、所望の母相組織（焼戻マルテンサイトまたは焼戻ベイナイト）及びマルテンサイトの他、本発明の作用を損なわない範囲で、更にベイナイト組織が生成していても構わない。また、所望の組織を著しく分解させることなく、本発明の作用を損なわない範囲で、めっき、更には合金化処理しても良い。

【0072】(2) [熱延工程] → [冷延工程] → [第一の連続焼鈍工程] → [焼戻工程] → [第二の連続焼鈍工程またはめっき工程]

上記(2)の方法は、熱延工程、冷延工程、第一の連続焼鈍工程、焼戻工程、および第二の連続焼鈍工程またはめっき工程を経て、所望の鋼板を製造する方法である。このうち上記方法を特徴付ける第一の連続焼鈍工程の説明図を図4（母相組織が焼入マルテンサイトの場合）及び図5（母相組織が焼入ベイナイトの場合）に示す。

【0073】まず、熱延工程、および冷延工程を実施するが、これらの工程は特に限定されず、通常、実施される条件を適宜選択して採用することができる。上記(2)の方法では、これら熱延工程や冷延工程により、所望の組織を確保するものではなく、その後に実施する第一の連続焼鈍工程、焼戻工程、および第二の連続焼鈍工程またはめっき工程を制御して所望の組織を得るところに特徴があるからである。

【0074】具体的には、上記熱延工程としては、A₃点以上で熱延終了後、平均冷却速度約30°C/sで冷却し、約500~600°Cの温度で巻取る等の条件を採用することができる。また、冷延工程では、約30~70%の冷延率の冷間圧延を施すことが推奨される。勿論、これに限定する趣旨では決してない。

【0075】次に、上記(2)の方法を特徴付ける④第一の連続焼鈍工程、⑤焼戻工程、および⑥第二の連続焼鈍工程またはめっき工程について説明する。

【0076】④第一の連続焼鈍工程（最初の連続焼鈍工程）

上記工程は、A₃点以上の温度に加熱保持する工程；及び10°C/s以上の平均冷却速度で、M_s点以下またはM_s点以上B_s点以下の温度まで冷却する工程を包含する。これらの条件は、所望の母相組織（焼入マルテンサイトまたは焼入ベイナイト）を得る為に設定されたものである。

【0077】まず、A₃点以上の温度（図4及び図5中、T1）に均熱した（好ましくは1300°C以下）後、平均冷却速度（CR）を20°C/s以上（好ましくは30°C/s以上）に制御し、M_s点以下の温度（図4中、T2）またはM_s点以上B_s点以下の温度（図5中、T2）まで冷却することにより、フェライト変態や

パーライト変態を避けながら、所望の焼入マルテンサイトまたは焼入ベイナイトを得る。

【0078】尚、平均冷却速度(CR)が上記範囲を下回ると、フェライト、パーライトが生成し、所望の組織が得られない。尚、その上限は特に限定されず、大きければ大きい程良いが、実操業レベルとの関係で、適切に制御することが推奨される。

【0079】⑤焼戻工程

上記工程は、前述した(1)の方法における②焼戻工程と同じであり、所望の微細な γ_R を生成させる為に設定されたものである。

【0080】尚、焼入ベイナイトの母相組織を得る場合であって、上記④の第一の連続焼鈍工程において、10°C/s以上の平均冷却速度で400°C以上A_{c1}点以下の温度まで冷却した後、当該温度で10分間以上2時間未満保持する連続焼鈍処理を行うときには、当該⑤の焼戻処理は不要となる。上述した連続焼鈍処理は、当該⑤の焼戻処理と同じだからである。従って、この場合には、上述した連続焼鈍処理の後、直ちに後記する⑥の第二の連続焼鈍またはめっきを行えば良い。

【0081】⑥第二の連続焼鈍工程（後の連続焼鈍工程）またはめっき工程

上記工程は、A_{c1}点以上A_{c3}点以下の温度で10~600秒加熱保持する工程；3°C/s以上の平均冷却速度で、300°C以上480°C以下の温度まで冷却する工程；及び該温度域で1秒以上保持する工程を包含する。

【0082】上記工程は、前述した(1)の方法における③連続焼鈍工程またはめっき工程と同じであり、前記④第一の連続焼鈍工程で生成した母相組織（焼入マルテンサイトまたは焼入ベイナイト）を焼戻して所望の焼戻マルテンサイトを得ると共に、微細な第2相組織を得る為に設定されたものである。

【0083】(B) 母相組織が（焼戻マルテンサイトとフェライト）または（焼戻ベイナイトとフェライト）の混合組織である鋼板

上記鋼板の代表的な製造方法として、下記(3)または(4)の方法が挙げられる。

【0084】(3) [熱延工程] → [焼戻工程] → [連続焼鈍工程またはめっき工程]

この方法は、①熱延工程、②焼戻工程、及び③連続焼鈍工程またはめっき工程を経由して所望の鋼板を製造する方法である。このうち①熱延工程の説明図は、母相組織が焼入マルテンサイト+フェライトの場合には前記図1に、母相組織が焼入ベイナイト+フェライトの場合は前記図2に夫々、示した通りであり、③連続焼鈍またはめっき工程の説明図は前記図3に示した通りである。

【0085】①熱延工程

上記熱延工程は、(A_{r3}-50) °C以上の温度で仕上圧延を終了する工程；及び10°C/s以上の平均冷却速度で、M_s点以下（母相組織が焼入マルテンサイト+フェ

ライトの場合）またはM_s点以上B_s点以下（母相組織が焼入ベイナイト+フェライトの場合）の温度まで冷却して巻取る工程を包含するものである。この熱延条件は、所望の母相組織（焼入マルテンサイト+フェライト、または焼入ベイナイト+フェライトの混合組織）を得る為に設定されたものであるが、このうち熱延仕上条件は、前述した(1)の方法における①熱延工程に記載した通りである。

【0086】上記熱延仕上を行った後、冷却する。本発明法では、冷却速度(CR)を制御することにより、冷却中にフェライトを一部生成させて($\alpha + \gamma$)の2相域とし、更にM_s点以下またはM_s点以上B_s点以下の温度まで冷却することにより、所望の混合組織を得ることができる。

【0087】ここで、上記冷却条件としては、下記(a)、好ましくは(b)の方法が挙げられる。

【0088】(a) 一段冷却：即ち、10°C/s以上（好ましくは20°C/s以上）の平均冷却速度で、パーライト変態を避けてM_s点以下またはM_s点以上B_s点以下の温度まで冷却する。このとき、平均冷却速度を適切に制御することにより、所望の混合組織（焼入マルテンサイト+フェライト、または焼入ベイナイト+フェライト）を得ることができる。尚、本発明では、全組織に対して占積率でフェライトを5%以上30%未満に制御することが推奨されるが、この場合には、平均冷却速度を30°C/s以上に制御することが好ましい。

【0089】また、熱延後の平均冷却速度は、フェライトの生成のみならず、最後の γ_R の形態にも影響を与える、平均冷却速度が速ければ（好ましくは50°C/s以上）、ラス状を呈することになる。尚、平均冷却速度の上限は特に限定されず、大きければ大きい程良いが、実操業レベルとの関係で、適切に制御することが推奨される。

【0090】更に、冷却中に所望の混合組織を一層効率よく生成させる為には、(b)二段冷却：即ち、①700±100°Cの範囲の温度域（好ましくは700±50°C）まで、30°C/s以上の平均冷却速度(CR1)で冷却する工程；②該温度域で空冷を1~30秒間行う工程；③空冷後、M_s点以下またはM_s点以上B_s点以下の温度まで、30°C/s以上の平均冷却速度(CR2)で冷却して巻取る工程を包含することが推奨される。この様に段階的に冷却することにより、転位密度の低いポリゴナル・フェライトを一層確実に生成させることができる。

【0091】ここで、①の温度域及び③の温度域では、共に、30°C/s以上、好ましくは40°C/s以上の平均冷却速度で冷却することが推奨される。尚、当該平均冷却速度の上限は特に限定されず、大きければ大きい程良いが、実操業レベルとの関係で、適切に制御することが推奨される。

【0092】また、②の温度域では、空冷を1秒以上、好ましくは3秒以上行うことが好ましく、これにより所定のフェライト量が効率よく得られる。但し、空冷時間が30秒を超えると、フェライト量が好ましい範囲を超えて生成され、所望の強度が得られない他、伸びフランジ性も劣化する。好ましくは20秒以下である。

【0093】また、巻取温度(CT)は、前記(1)の①に記載した通りである。

【0094】尚、熱延工程では、所望の母相組織を得る為に、上記の各工程を適切に制御することが推奨されるが、その他の工程、例えば加熱温度等は、通常実施される条件(例えば約1000~1300°C)を適宜選択すれば良い。

【0095】②焼戻工程

上記①の熱延後、焼戻を行う。但し、熱延後の形状が悪いときには形状修正の目的で、上記①の熱延を行った後、当該②の焼戻を行う前に、冷延処理しても良い。ここで、冷延率は1~30%とすることが推奨される。

【0096】上記焼戻処理は、所望の微細な γ_R を得る為に設定されたものであり、その詳細は、前述した(1)の方法における②焼戻工程に記載した通りである。

【0097】尚、焼入ベイナイト及びフェライトの母相混合組織を得る場合であって、上記①の熱延工程において、所定の平均冷却速度で400°C以上A_{c1}点以下の温度まで冷却した後、当該温度で10分間以上2時間未満保持する熱延処理を行うときには、当該②の焼戻処理は不要となる。上述した熱延処理は、当該②の焼戻処理と同じだからである。従って、この場合には、上述した熱延処理の後、直ちに後記する③の連続焼鈍またはめっきを行えば良い。

【0098】③連続焼鈍工程またはめっき工程

上記②の焼戻に引き続き、更に連続焼鈍またはめっきを行うが、ここでは、A₁点以上A₃点以下の温度で10~600秒加熱保持する工程；3°C/s以上の平均冷却速度で、300°C以上480°C以下の温度まで冷却する工程；及び該温度域で1秒以上保持する工程を包含する。これらの条件は、熱延工程で生成した母相組織を焼戻して所望の混合組織(焼戻マルテンサイト+フェライト、または焼戻ベイナイト+フェライト)を得ると共に、微細な第2相組織を生成させる為に設定されたものであり、その詳細は、前述した(1)の方法における③連続焼鈍工程またはめっき工程に記載した通りである。

【0099】尚、冷却中に所望のC γ 量を一層効率よく生成させる為には、上記冷却工程を、①(A₁点~600°C)の温度(T_q)まで、15°C/s以下の平均冷却速度で冷却する工程；及び②300°C以上480°C以下の温度まで、20°C/s以上の平均冷却速度で冷却する工程を包含する二段冷却法を採用することが推奨される。

【0100】このうち、上記①の温度域まで、15°C/s以下(好ましくは10°C/s以下)の平均冷却速度で冷却すると、まず、フェライトが生成し、フェライト中のCが γ に濃縮される。次に、上記②の温度域まで、20°C/s以上(好ましくは30°C/s以上、より好ましくは40°C/s以上)の平均冷却速度で冷却すると、 γ がパーライトに変態することが抑制され、 γ が低温でも残留する結果、所望の γ_R 組織が得られる。尚、当該平均冷却速度の上限は特に限定されず、大きければ大きい程好ましいが、実操業レベルとの関係で適切に制御することが推奨される。

【0101】上記の如く冷却し、オーステンパ処理するが、その詳細は、前述した(1)の方法における③連続焼鈍またはめっき工程に記載した通りである。

【0102】(4) [熱延工程] → [冷延工程] → [第一の連続焼鈍工程] → [焼戻工程] → [第二の連続焼鈍工程またはめっき工程]

上記(4)の方法は、熱延工程、冷延工程、第一の連続焼鈍工程、焼戻工程、および第二の連続焼鈍工程またはめっき工程を経て、所望の鋼板を製造する方法である。このうち上記(4)の方法を特徴付ける第一の連続焼鈍工程の説明図を、母相組織が焼入マルテンサイト+フェライトの場合は図6に、母相組織が焼入ベイナイト+フェライトの場合は図7に、夫々示す。

【0103】まず、熱延工程、および冷延工程を実施する。これらの工程は特に限定されず、通常、実施される条件を適宜選択して採用することができるが、その詳細は、前述した(2)の方法に記載した通りである。

【0104】次に、上記(4)の方法を特徴付ける④第一の連続焼鈍工程、⑤焼戻工程、及び⑥第二の連続焼鈍工程またはめっき工程について説明する。

【0105】④第一の連続焼鈍工程(最初の連続焼鈍工程)

上記工程は、A₁点以上A₃点以下の温度で加熱保持する工程；及び10°C/s以上の平均冷却速度で、M_s点以下(母相組織が焼入マルテンサイト+フェライトの場合)またはM_s点以上B_s点以下(母相組織が焼入ベイナイト+フェライトの場合)の温度まで冷却する工程を包含する。この条件は、所望の母相組織を得る為に設定されたものである。

【0106】まず、A₁点以上A₃点以下の温度(図6及び図7中、T₁)に均熱する(好ましくは1300°C以下)。尚、A₁~A₃の温度で均熱するときには均熱中に、一方、A₃点以上の温度で均熱するときは冷却中に、フェライトを一部生成させて[フェライト(α)+ γ]の2相とした後、M_s点以下またはM_s点以上B_s点以下の温度まで冷却することにより、所望の(α +焼入マルテンサイト)または(α +焼入ベイナイト)を得る。

【0107】上記均熱後、平均冷却速度(CR)を10

°C/s以上（好ましくは20°C/s以上）に制御し、Ms点以下の温度（図6中、T2）またはMs点以上Bs点以下の温度（図7中、T2）まで冷却することにより、パーライト変態を避けながら、所望の混合組織（焼入マルテンサイト+フェライト、または焼入ベイナイト+フェライト）を得る。尚、本発明では、フェライトを5%以上30%未満に制御することが推奨されるが、この場合には、平均冷却速度を30°C/s以上に制御することが好ましい。

【0108】また、上記平均冷却速度は、フェライトの生成のみならず、最後のγRの形態にも影響を与え、平均冷却速度が速ければ（好ましくは50°C/s以上）、ラス状を呈することになる。尚、平均冷却速度の上限は特に限定されず、大きければ大きい程良いが、実操業レベルとの関係で、適切に制御することが推奨される。

【0109】⑤焼戻工程

上記工程は、所望の微細なγRを得る為に設定されたものであり、焼戻条件の詳細は、前述した（2）の方法における⑤焼戻工程に記載した通りである。

【0110】尚、焼入ベイナイト及びフェライトの母相混合組織を得る場合であって、上記④の第一の連続焼鈍工程において、10°C/s以上の平均冷却速度で400°C以上Ae1点以下の温度まで冷却した後、当該温度で10分間以上2時間未満保持する熱延処理を行うときは、当該⑤の焼戻処理は不要となる。上述した第一の連続焼鈍処理は、当該⑤の焼戻処理と同じだからである。従って、この場合には、上述した第一の連続焼鈍処理の後、直ちに後記する⑥の第二の連続焼鈍またはめっきを行えば良い。

【0111】⑥第二の連続焼鈍工程（後の連続焼鈍工程）またはめっき工程

上記工程は、Ae1点以上Ae3点以下の温度で10~600秒加熱保持する工程；3°C/s以上の平均冷却速度で、300°C以上480°C以下の温度まで冷却する工程；及び該温度域で1秒以上保持する工程を包含する。この工程は、前述した（2）の方法における⑥第二の連続焼鈍工程またはめっき工程と同じであり、前記④第一の連続焼鈍工程で生成した母相組織を焼戻して所望の組織を得ると共に、微細な第2相組織を得る為に設定されたものである。

【0112】以下実施例に基づいて本発明を詳述する。ただし、下記実施例は本発明を制限するものではなく、

前・後記の趣旨を逸脱しない範囲で変更実施することは全て本発明の技術範囲に包含される。

【0113】

【実施例】実施例1：成分組成の検討

本実施例では、表1に記載の成分組成からなる供試鋼（表中の単位は質量%）を真空溶製し、実験用スラブとした後に、表2に記載の方法〔前述した（4）の製造方法（熱延→冷延→第一の連続焼鈍→焼戻→第二の連続焼鈍）〕に従って、板厚1.0mmの冷延鋼板を得た。

【0114】この様にして得られた鋼板について、引張強度(TS)、伸び〔全伸びのこと(EI)〕、降伏強度(YP)、伸びフランジ性（穴広げ性：λ）、及び疲労特性〔疲労耐久比（疲労強度/降伏強度）〕を、下記要領で夫々測定した。

【0115】まず、引張試験はJIS5号試験片を用い、引張強度(TS)、伸び(EI)、及び降伏強度(YP)を測定した。

【0116】また、伸びフランジ性試験は、直径100mm、板厚2.0mmの円盤状試験片を用いた。具体的には、φ10mmの穴をパンチ打抜き後、60°円錐パンチでばり上にて穴広げ加工することにより、亀裂貫通時点での穴広げ率（λ）を測定した（鉄鋼連盟規格JFST 1001）。

【0117】また、疲労特性は、両振り平面曲げ疲れ限度試験により疲れ限度を求め、それを疲れ限度として疲労耐久比〔疲労強度σw(MPa)／降伏強度YP(MPa)〕を算出することにより評価した。

【0118】更に、前述した方法に従い、鋼板中の組織の占積率を測定し、粗大な第2相組織の面積比率〔(S1/S)×100〕を算出した。尚、γR量及びγR中のC濃度は、鋼板の1/4の厚さまで研削した後、化学研磨してからX線回折法により測定した（ISIJ Int.Vol.3 3.(1933), No.7, P.776）。

【0119】これらの結果を表3に示す。

【0120】また、尚、表3中、粗大な第2相組織の比率〔(S1/S)×100〕が「-」とは、第2相組織を構成するγRは存在しないか非常に少なく、マルテンサイトもない為、S1を測定することができなかったことを意味する。

【0121】

【表1】

No.	C	Si	Mn	P	S	A'	その他
1	0.03	1.5	1.5	0.08	0.005	0.035	
2	0.09	1.5	1.5	0.09	0.005	0.035	
3	0.15	1.5	1.5	0.07	0.006	0.035	
4	0.20	1.5	1.5	0.06	0.004	0.035	
5	0.15	0.3	0.3	0.07	0.004	0.035	
6	0.15	1.5	1.5	0.08	0.005	0.035	Mo:0.2
7	0.15	1.5	1.5	0.07	0.006	0.035	Ni:0.2
8	0.15	1.5	1.5	0.06	0.006	0.035	Cu:0.2
9	0.15	1.5	1.5	0.07	0.005	0.035	Cr:0.2
10	0.15	1.5	1.5	0.07	0.006	0.035	Ti:0.03
11	0.15	1.5	1.5	0.06	0.005	0.035	Nb:0.03
12	0.15	1.5	1.5	0.07	0.006	0.035	V:0.03
13	0.15	1.5	1.5	0.08	0.005	0.035	Ca:10ppm

【0122】

10 【表2】

No.	鋼種 No.	熟成				冷延 冷延率 %	連続供給			焼戻 温度 °C	時間 sec	連続焼戻またはめっき					
		SRT °C	FDT °C	CR °C/s	OT °C		T1 °C	CR °C/s	T2 °C			T3 °C	t3 sec	Tq °C	CR °C/s	T4 °C	Zn→GA °C
1	1	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	—	800	60	700	10	400	100
2	2	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	—	800	60	700	10	400	100
3	2	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
4	3	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
5	4	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
6	5	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
7	6	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
8	7	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
9	8	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
10	9	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
11	10	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
12	11	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
13	12	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
14	13	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
15	3	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	1	400	100

注: RT=室温

【0123】

【表3】

No.	鋼No.	母相組織					(SI/S)×100	第2相組織		機械的特性				
		F (%)	TM (%)	B (%)	γ _R (%)	その他 (%)		TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	σ _w /YP (%)			
1	1	48	47	5	0	0	—	460	33	96	0.80			
2	2	44	42	5	9	0	17.5	610	28	54	0.87			
3	2	47	37	8	8	0	8.4	590	38	72	0.83			
4	3	55	29	6	10	0	10.2	750	40	59	0.87			
5	4	47	35	6	12	0	11.0	805	33	71	0.77			
6	5	54	40	5	1	0	—	680	25	62	0.89			
7	6	50	39	3	8	0	13.1	950	25	67	0.72			
8	7	46	41	2	11	0	7.2	795	32	68	0.80			
9	8	38	50	3	9	0	3.8	800	32	71	0.79			
10	9	39	44	5	12	0	6.6	810	33	66	0.80			
11	10	44	37	5	14	0	13.1	805	30	73	0.89			
12	11	53	31	3	13	0	8.5	790	33	64	0.83			
13	12	44	40	4	12	0	10.8	795	34	67	0.81			
14	13	39	47	3	11	0	3.6	800	32	73	0.82			
15	3	30	39	6	8	17(P)	17.8	730	28	43	0.67			

注: TM=焼戻マルテンサイト

F = フェライト

B = ベイナイト

γ_R = 残留オーステナイト

P = パーライト

【0124】これらの結果より、以下の様に考察することができる。尚、以下のNo. はすべて、表3中の実験No. を意味する。

【0125】まず、No. 3~5、7~14はいずれも、本発明で特定する要件を満足しているので、同一成分の鋼種を、所定の焼戻処理を経由せずに熱処理した場合（注：焼戻処理を施していない場合であっても、当該焼戻処理と同一視し得る所定の熱延処理を施した場合には焼戻処理を行ったものとみなす）に比べ、伸びフランジ性（λ）及び疲労特性（σ_w/YP）が10%以上高くなっている。40 【0126】これに対し、No. 1はC量が少ない例であり、所望のEIを確保することができなかった。但し、本発明で定義する第2相組織（γ_R/マルテンサイト）が生成しない為、疲労特性は良好である。

【0127】また、No. 2は所定の焼戻処理を施さなかった例であり、所望のEIを確保することができず、且つ、疲労特性が低下した。

【0128】No. 6は（Si+A1）の合計量が少ない例であり、所望のEIが得られなかった。

【0129】No. 15は、冷却速度が遅い為に、第2相組織としてパーライト組織が多量に生成した例であ

り、E I 及び λ が低下した。

【0130】参考までに、従来鋼板における各特性の評価結果を表4に示す。このうち、No. 20は、表1のNo. 2の供試鋼を用いたフェライト・マルテンサイトのDP鋼板；No. 21は、表1のNo. 3の供試鋼を用いたポリゴナルフェライトを母相とする従来のTRI

P鋼板；及びNo. 22は、表1のNo. 2の供試鋼を用いた、従来のフェライト・ベイナイトの2相組織鋼板である。

【0131】

【表4】

No.	鋼No.	母相組織				$(S1/S) \times 100$	機械的特性				
		マルテン サイト(%)	ベイナイト (%)	γ_R (%)	フェライト (%)		TS (Mpa)	EI (%)	λ (%)	YR (%)	σ_w/Y_P
20	2	23	3	0	74	18.6	850	30	43	52	0.61
21	3	0	4	12	84	22.3	788	37	41	67	0.65
22	2	0	83	0	17	-	830	15	59	93	0.88

【0132】表4より、No. 20（従来のDP鋼板）は、伸び、伸びフランジ性、および疲労特性が悪い。

【0133】また、No. 21（従来のTRIP鋼板）は、粗大な第2相組織の比率が多く、伸びフランジ性及び疲労特性が悪い。

【0134】更にNo. 22（従来の2相組織鋼板）は、本発明で定義する第2相組織が存在しない為、疲労特性は良好であるが、伸びが劣化した。

【0135】実施例2：製造条件の検討（その1） 20
本実施例では、前記（1）または（3）の製造方法、即ち、熱延→焼戻→連続焼鈍の方法について検討した。具体的には表1の鋼種No. 3を真空溶製し、実験用スラブとした後、表5に示す条件で板厚2.0mmの熱延鋼板を製造し、実施例1と同様にして鋼板の組織及び特性を調べた。このうち表5のNo. 1～2、5は熱延工程で一段冷却を行った例、その他は二段冷却（40℃/sの平均冷却速度で700℃まで冷却した後、当該温度域で10秒間空冷し、次いで40℃/sの平均冷却速度で200℃または450℃まで冷却する）を行った例である。これらの結果を表6に記載する。

【0136】

【表5】

No.	母相 組織	第2相組織 (S1/S) × 100	TS			EI		λ		FL/YP	
			(MPa)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	
1	TM	33.1	750	40	44	0.72					
2	TM	7.5	750	40	64	0.86					
3	F+TM	27.8	750	40	45	0.73					
4	F+TM	11.3	750	40	63	0.89					
5	TB	1.8	750	40	69	0.87					
6	F+TB	6.2	750	40	64	0.83					

注: TM=焼戻マルテンサイト

TB=焼戻ペイナイト

F=フェライト

【0137】
【表6】

No.	SRT °C	FDT °C	CRI °C/s	CR2 °C/s	平均CR °C/s	熱延			T3 °C	t3 sec	T4 °C	t4 sec
						T	時間 sec	CR °C/s				
1	1150	850	40	40	20	200	—	800	60	700	10	100
2	1150	850	40	40	20	200	—	800	60	700	10	100
3	1150	850	40	40	20	200	—	800	60	700	10	100
4	1150	850	40	40	20	200	—	800	60	700	10	100
5	1150	850	40	40	20	200	—	800	60	700	10	100
6	1150	850	40	40	20	200	—	800	60	700	10	100

- 10 【0138】このうち表6のNo. 2は、所定の熱延→焼戻→連続焼鈍により所望の焼戻マルテンサイトの母相組織を得た本発明例；No. 4は、所定の熱延→焼戻→連続焼鈍により所望の（焼戻マルテンサイト+フェライト）の母相混合組織を得た本発明例；No. 5は、所定の熱延（CT=450°Cで1時間巻取処理）しているので焼戻処理を省略できる）→連続焼鈍により所望の焼戻ペイナイトの母相組織を得た本発明例；No. 6は、所定の熱延（CT=450°Cで1時間巻取処理）しているので焼戻処理を省略できる）→連続焼鈍により所望の
- 20 (焼戻ペイナイト+フェライト)の母相混合組織を得た本発明例であり、いずれも微細な第2相組織が生成している為、同一成分の鋼種を、所定の焼戻処理を経由せずに熱処理した場合（注：焼戻処理を施していない場合であっても、当該焼戻処理と同一視し得る所定の熱延処理を施した場合には焼戻処理を行ったものとみなす）に比べ、伸びフランジ性（λ）及び疲労特性（σw/YP）が10%以上高くなっている。
- 【0139】これに対し、表6のNo. 1及び3は、焼戻処理せずに製造した例であり、粗大な第2相組織の比率が多い為、疲労特性、または疲労特性と伸びフランジ性の双方が低下した。
- 30 【0140】実施例3：製造条件の検討（その2）
本実施例では、前記（2）または（4）の製造方法、即ち、熱延→冷延→第一の連続焼鈍→焼戻→第二の連続焼鈍またはめっきの方法について検討した。具体的には表7及び表9に示す種々の鋼種（表7及び表9に記載の鋼種No. は、表1の鋼種No. を意味する）を真空溶製し、実験用スラブとした後、表7及び表9に示す熱処理条件で板厚1.0mmの冷延鋼板を製造した後、実施例40 1と同様にして鋼板の組織及び特性を調べた。このうち表7のNo. 1～3は熱延→冷延→第一の連続焼鈍→（焼戻）→第二の連続焼鈍を；表9のNo. 1～6は熱延→冷延→第一の連続焼鈍→（焼戻）→めっき（更に合金化処理）について、夫々、検討した例である。表7の結果を表8に、表9の結果を表10に、夫々、示す。

- 【0141】尚、表8中、粗大な第2相組織の比率〔(S1/S) × 100〕が「-」とは、第2相組織を構成するγ_Bは存在しないか非常に少なく、マルテンサイトもない為、S1を測定することができなかったこと50 を意味する。

【0142】

【表7】

	No.	No.	熱性			冷延			連続焼成			焼成			連続焼成またはめっき			
			SRT °C	FDT °C	CR °C/s	CT °C	%		T1 °C	CR °C/s	T2 °C	温度 °C	時間 sec	Tq °C/s	CR °C/s	t4 sec	Zn→GA °C	
	1	1	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	800	60	700	10	400	100	
	2	1	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
	3	2	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	800	60	700	10	400	100	
	4	2	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
	5	3	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	800	60	700	10	400	100	
	6	3	1150	850	40	550	50	850	20	RT	300	1000	800	60	700	10	400	100
	7	3	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
	8	3	1150	850	40	550	50	850	20	RT	600	1000	800	60	700	10	400	100
	9	3	1150	850	40	550	50	850	20	RT	600	3600	900	60	700	10	400	100
	10	3	1150	850	40	550	50	850	20	RT	750	3600	800	60	700	10	400	100
	11	3	1150	850	40	550	50	850	20	450	—	—	800	60	700	10	400	100
	12	3	1150	850	40	550	50	900	20	RT	—	—	800	60	700	10	400	100
	13	3	1150	850	40	550	50	900	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
	14	3	1150	850	40	550	50	900	20	450	—	—	800	60	700	10	400	100
	15	4	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	—	800	60	700	10	400	100
	16	4	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
	17	5	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	—	800	60	700	10	400	100
	18	5	1160	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
	19	6	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	—	800	60	700	10	400	100
	20	6	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
	21	7	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	—	800	60	700	10	400	100
	22	7	1160	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
	23	8	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	—	800	60	700	10	400	100
	24	8	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
	25	9	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	—	800	60	700	10	400	100
	26	9	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
	27	10	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	—	800	60	700	10	400	100
	28	10	1150	850	40	550	50	860	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
	29	11	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	—	800	60	700	10	400	100
	30	11	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	—	800	60	700	10	400	100
	31	12	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
	32	12	1160	850	40	550	50	850	20	RT	—	—	800	60	700	10	400	100
	33	13	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100
	34	13	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	—	800	60	700	10	400	100

熱延→冷延→
第一の連続焼成
第二の連続焼成

注:RT=室温

【0143】

【表8】

No.	母相 組織	第2相組織 (S1/S)×100	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	FL/ YP
1	F+TM	—	460	33	96	0.80
2	F+TM	—	460	33	98	0.81
3	F+TM	30.3	590	38	57	0.72
4	F+TM	8.4	590	38	72	0.83
5	F+TM	28.5	750	40	45	0.78
6	F+TM	23.3	750	40	42	0.74
7	F+TM	10.2	750	40	59	0.87
8	F+TM	7.8	750	40	63	0.85
9	F+TM	8.5	750	40	66	0.86
10	F+TM	25.7	750	40	46	0.76
11	F+TB	33.1	750	40	61	0.86
12	TM	30.3	750	40	43	0.74
13	TM	8.4	750	40	64	0.88
14	TB	27.8	750	40	59	0.86
15	F+TM	25.3	805	33	54	0.69
16	F+TM	11.0	805	33	71	0.77
17	F+TM	—	680	25	61	0.88
18	F+TM	—	680	25	62	0.89
19	F+TM	35.8	980	25	55	0.65
20	F+TM	13.1	960	25	67	0.72
21	F+TM	27.4	795	32	52	0.71
22	F+TM	7.2	795	32	68	0.80
23	F+TM	28.0	800	32	54	0.69
24	F+TM	3.8	800	32	71	0.79
25	F+TM	25.4	810	33	53	0.71
26	F+TM	6.6	810	33	66	0.80
27	F+TM	27.1	805	30	55	0.72
28	F+TM	13.1	805	30	73	0.80
29	F+TM	33.1	790	33	49	0.71
30	F+TM	8.5	790	33	64	0.83
31	F+TM	24.8	795	34	51	0.72
32	F+TM	10.8	795	34	67	0.81
33	F+TM	28.7	800	32	53	0.74
34	F+TM	3.6	800	32	73	0.82

注: TM=焼成マルテンサイト
 TB=焼成ベイナイト
 F =フェライト

【0144】

【表9】

33

34

【0145】
【表10】

10

20

30

40

	No.	試験 No.	熱起 °C	FDT °C	CR °C/%	CT °C	冷延率 %	T1 °C	CR °C/s	T2 °C	温度 °C	時間 sec	連続焼純またはめっき			t_4 sec	Zn -GA °C		
													T3 °C	T4 °C	t_4 sec				
1	1	3	1150	850	40	550	50	850	20	RT	—	800	60	700	10	400	100	600	
2	2	3	1150	850	40	550	50	850	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100	600
3	3	3	1150	850	40	550	50	850	20	450	—	800	60	700	10	400	100	600	
4	4	3	1150	850	40	550	50	900	20	RT	—	800	60	700	10	400	100	600	
5	5	3	1150	850	40	550	50	900	20	RT	450	1000	800	60	700	10	400	100	600
6	6	3	1150	850	40	550	50	900	20	450	—	800	60	700	10	400	100	600	

注: RT=室温

35

No.	母相組織	第2相組織(Si/S)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	FL/YP
1	F+TM	23.6	750	40	44	0.73
2	F+TM	3.5	750	40	56	0.81
3	F+TB	28.0	750	40	62	0.80
4	TM	30.3	750	40	48	0.74
5	TM	7.2	750	40	62	0.84
6	TB	27.5	750	40	67	0.85

36

注: TM=焼戻マルテンサイト
TB=焼戻ベイナイト
F =フェライト

【0146】まず、表8のNo. 4、7~9、13、16、20、22、24、26、28、30、32、及び34；表10のNo. 2及び5は、本発明の条件で製造した例であり、同一成分の鋼種を、所定の焼戻処理を経由せずに熱処理した場合（注：焼戻処理を施していない場合であっても、当該焼戻処理と同一視し得る所定の熱延処理を施した場合には焼戻処理を行ったものとみなす）に比べ、伸びフランジ性（ λ ）及び疲労特性（ σ_w/YP ）が10%以上高くなっている。

【0147】これに対し、本発明で特定する条件のいずれかを満足せずに製造した下記例は、夫々、以下の不具合を有している。

【0148】表8のNo. 1および2は、表1の鋼種1（C量が少ない鋼）を用い、製造した例であるが、所定の母相組織は得られたものの、C量が少ない為、所望の γ_R が得られず、 $TS \times EI$ が低かった。

【0149】表8のNo. 3、5、11~12、14~15、19、21、23、25、27、29、31、及び33；表10のNo. 1、3~4、および6は、いずれも焼戻処理せずに製造した例であり、粗大な第2相組織の比率が多い為、疲労特性、または疲労特性と伸びフランジ性の双方が低下した。

【0150】表8のNo. 6は、焼戻温度が低い例であり、伸びフランジ性及び疲労特性が低下した。

【0151】表8のNo. 10は、高い焼戻温度で長時間処理した例であり、伸びフランジ性及び疲労特性が低下した。

【0152】表8のNo. 17及び18は、表1の鋼種5〔(Si+A1)の合計量が少ない鋼〕を用い、製造した例であるが、所望の γ_R が生成せず、伸びが低下した。

【0153】参考までに、図8及び図9に、本発明鋼板（表8のNo. 13）及び比較鋼板（表8のNo. 12）のSEM（走査型電子顕微鏡）観察写真（倍率：4000倍）を夫々示す。このうち、図8の本発明鋼板は、本発明で特定する条件で処理しているので、所望の

組織〔明確なラス状組織を呈する母相組織（焼戻マルテンサイト）、および微細な第2相組織〕が得られているのに対し、図9の比較鋼板は、所定の焼戻処理を施していない為、所望の組織が得られない（粗大な第2相組織が生成）ことが分かる。

【0154】

【発明の効果】本発明は上記の様に構成されているので、約500~1400 MPa級の高強度及び超高強度域において、伸びフランジ性、全伸び、及び疲労特性のバランスに優れた高強度鋼板、及び、この様な鋼板を効率よく製造することができた。

【図面の簡単な説明】

【図1】母相組織が焼戻マルテンサイトまたは焼戻マルテンサイト+フェライトの場合において、(1)の方法における熱延工程を説明した図である。

【図2】母相組織が焼戻ベイナイトまたは焼戻ベイナイト+フェライトの場合において、(1)の方法における熱延工程を説明した図である。

【図3】(1)の方法における連続焼鈍またはめっき工程を説明した図である。

【図4】母相組織が焼戻マルテンサイトの場合において、(2)の方法における第一の連続焼鈍工程を説明した図である。

【図5】母相組織が焼戻ベイナイトの場合において、(2)の方法における第一の連続焼鈍工程を説明した図である。

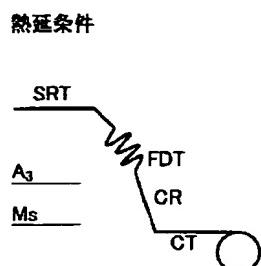
【図6】母相組織が焼戻マルテンサイト+フェライトの場合において、(2)の方法における第一の連続焼鈍工程を説明した図である。

【図7】母相組織が焼戻ベイナイト+フェライトの場合において、(2)の方法における第一の連続焼鈍工程を説明した図である。

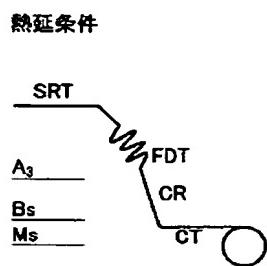
【図8】表8のNo. 13のSEM写真(×4000)である。

【図9】表8のNo. 12のSEM写真(×4000)である。

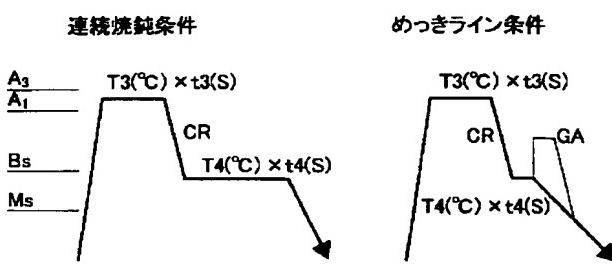
【図1】



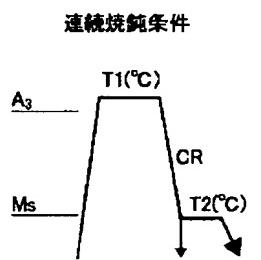
【図2】



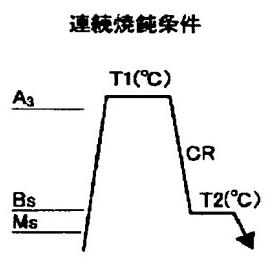
【図3】



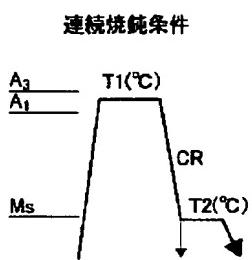
【図4】



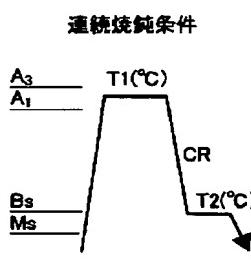
【図5】



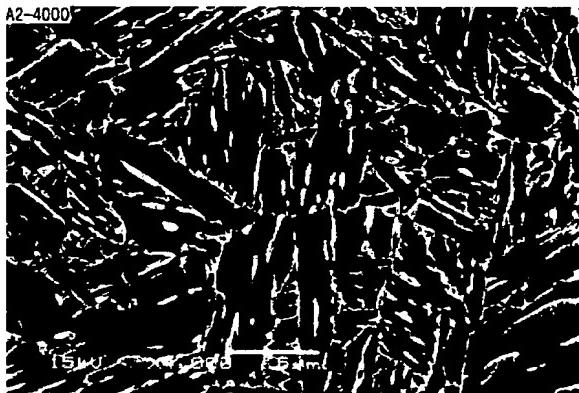
【図6】



【図7】



【図8】



【図9】

フロントページの続き

(72)発明者 橋本 俊一

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内

(72)発明者 鹿島 高弘

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内

F ターム(参考) 4K037 EA01 EA05 EA06 EA09 EA11

EA13 EA15 EA16 EA17 EA19

EA20 EA23 EA25 EA27 EA28

EA31 EA32 EA36 EB05 EB08

EB11 EB12 FA02 FA03 FB00

FC03 FC04 FD03 FD04 FE01

FE02 FF01 FF02 FG00 FG01

FH00 FH01 FJ05 FJ06 FK03

FM04 GA05 HA00

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS**
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- FADED TEXT OR DRAWING**
- BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- SKEWED/SLANTED IMAGES**
- COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- GRAY SCALE DOCUMENTS**
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.